

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-249823

(43)Date of publication of application : 06.09.2002

(51)Int.Cl.

C21D 8/06
// C22C 38/00
C22C 38/04
C22C 38/60

(21)Application number : 2001-045975

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 22.02.2001

(72)Inventor : OMORI YASUHIRO
MATSUZAKI AKIHIRO
AMANO KENICHI

(54) METHOD FOR PRODUCING FREE CUTTING STEEL

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To inexpensively produce a free cutting steel which has machinability equal to or above that of a lead free cutting steel as-rolled.

SOLUTION: The steel has a composition containing, by mass, <0.05% C, $\leq 2.5\%$ Si, 0.1 to 4.0% Mn, >0.2 to 0.8% S, >0.004 to <0.08% B, >0.008 to 0.05% O and <0.05% N, and the balance Fe with inevitable impurities. Further, its hot rolling is performed at the heating temperature of 1,100 to 1,250° C, and at the rolling finishing temperature of $\geq 1,000^\circ$ C.

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-249823

(P2002-249823A)

(43)公開日 平成14年9月6日(2002.9.6)

(51)IntCl. ⁷	識別記号	F I	テームト*(参考)
C 2 1 D 8/06	Z A B	C 2 1 D 8/06	Z A B A 4 K 0 3 2
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 M
38/04		38/04	
38/60		38/60	

審査請求 未請求 請求項の数6 O L (全 9 頁)

(21)出願番号 特願2001-45975(P2001-45975)

(22)出願日 平成13年2月22日(2001.2.22)

(71)出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72)発明者 大森 靖浩

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72)発明者 松崎 明博

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(74)代理人 100072051

弁理士 杉村 興作 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 快削鋼の製造方法

(57)【要約】

【課題】 鉛を添加せずとも、圧延ままの状態、鉛添加快削鋼と同等以上の被削性を有する快削鋼を安価に得る。

【解決手段】 鋼材の成分組成を、質量%で

C:0.05%未満、Si:2.5%以下、Mn:0.1~4.0%、S:0.2%超、0.8%以下、B:0.004%超、0.08%未満、O:0.008%超、0.05%以下およびN:0.05%未満を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成に調整すると共に、その熱間圧延するに際し、加熱温度を1100~1250℃、圧延終了温度を1000℃以上とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C: 0.05%未満、

Si: 2.5%以下、

Mn: 0.1~4.0%、

S: 0.2%超、0.8%以下、

B: 0.004%超、0.08%未満、

O: 0.008%超、0.05%以下および

N: 0.05%未満

を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる
10 鋳片を、熱間圧延するに際し、該鋳片を1100~1250℃の
温度域に加熱し、1000℃以上の温度域で圧延を終了する
ことを特徴とする快削鋼の製造方法。

【請求項2】 請求項1において、鋳片の熱間圧延に際
し、該鋳片を1100~1250℃の温度域に加熱し、1000℃以
上の温度域で第1段の圧延を終了し、さらに1050~1200
℃の温度域に加熱し、1000℃以上の温度域で第2段の圧
延を終了することを特徴とする快削鋼の製造方法。

【請求項3】 請求項1または2において、鋳片が、さ
らに質量%で、 $Cu \leq 2.0\%$ 、 $Ni \leq 2.0\%$ 、 $Cr \leq 3.0\%$ 、 M
20 $o \leq 2.0\%$ および $Nb \leq 0.10\%$ のうちから選んだ1種また
は2種以上を含有する組成になることを特徴とする快削
鋼の製造方法。

【請求項4】 請求項1、2または3において、鋳片
が、さらに質量%で、 $W \leq 0.1\%$ および $V \leq 0.5\%$ のう
ちから選んだ1種または2種を含有する組成になること
を特徴とする快削鋼の製造方法。

【請求項5】 請求項1、2、3または4において、鋳
片が、さらに質量%で、 $P \leq 0.2\%$ 、 $Te \leq 0.2\%$ 、 $Se \leq$
30 0.2% 、 $Sn \leq 0.3\%$ 、 $Zr \leq 0.2\%$ 、 $Ca \leq 0.02\%$ 、 $REM \leq$
 0.02% 、 $Bi \leq 0.3\%$ 、 $Sb \leq 0.2\%$ 、 $Co \leq 0.1\%$ および Ti
 $\leq 0.3\%$ のうちから選んだ1種または2種以上を含有す
る組成になることを特徴とする快削鋼の製造方法。

【請求項6】 請求項1~5のいずれかにおいて、鋳片
が、さらに質量%で、 $Mg \leq 0.02\%$ 、 $Hf \leq 0.1\%$ および Al
 $\leq 1.0\%$ のうちから選んだ1種または2種以上を含有す
る組成になることを特徴とする快削鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 この発明は、快削鋼の製造方
法に関し、特に切削加工において、切りくず処理性等の
被削性や工具寿命の有利な向上を図ろうとするものであ
る。

【0002】

【従来の技術】 従来、切削加工時における切りくず処理
性等の被削性や工具寿命に優れた快削鋼として、JIS
に規定されている硫黄快削鋼および鉛快削鋼、あるいは
その他としてカルシウム快削鋼、テルル快削鋼、セレン
快削鋼およびビスマス快削鋼等、種々の鋼材が開発され
ている。

【0003】 中でも、鉛快削鋼は、被削性に優れ、しか
もテルルやビスマス等に比較して経済的なことから、快
削鋼として多用されている。しかしながら、鉛は人体に
極めて有害であることから、鋼材の製造過程だけでな
く、それを用いた機械部品の製造過程において、大がかりな排気設備を必要とし、また鋼材のリサイクル面でも
問題があった。このため、従来から、鉛を添加せずに鉛
添加鋼と同等程度の被削性を有する快削鋼の開発が望ま
れていた。

【0004】 上記の要請に応えるものとして、例えば特
開昭50-96416号公報には、鋼中のCを黒鉛として存在
させ、この黒鉛の切欠き潤滑作用を利用することによっ
て、鉛を用いることなしに被削性を改善する方法が提案
されている。しかしながら、この方法は、鋼中のCを黒
鉛化する必要上、その前処理として熱処理が不可欠であり、必ずしも経済的な方法とはいえないところに問題を
残していた。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 この発明は、上記の現
状に鑑み開発されたもので、鉛を用いることなしに、し
かも圧延ままで被削性に優れ、しかも環境衛生上何ら問
題のない快削鋼を、経済的に製造することができる、新
規な快削鋼の製造方法を提案することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】 さて、発明者らは、鉛を
添加せずとも圧延ままで鉛添加鋼と同等の被削性を有す
る鋼材の組成および製造方法について、鋭意検討を行っ
た結果、以下に述べる知見を得た。

1) 鋼中のセメントサイトを低減することによって、工具
磨耗が低減し、工具寿命が向上する。ここに、工具磨耗
の低減効果は、C量を0.05mass%未満まで低減させるこ
とで特に顕著となる。

【0007】 2) C量を0.05mass%未満まで低減する
と、一方で生成した切りくずが破断しづらくなり切りく
ず処理性が低下する。これを解決するためには、(a) B
を0.004mass%超、0.08mass%未満、またNを0.05mass
%未満の範囲で添加するおよび(b) Mnを0.1mass%以
上、Sを0.2mass%超えおよびOを0.008mass%超え添
加するという2つの手段を同時にとることが特に有効で
ある。

【0008】 その理由は、次のとおりである。上記(b)
の成分調整を行うことによって、鋼中のOはMnと結合し
てMnOを生成する。これにより、MnO上にMnSが生成
し、MnO-MnS複合介在物が形成される。このMnO-Mn
S複合介在物は圧延で伸延しづらく、比較的球形に近い
形状で存在するため、切削加工時に応力集中源として作
用する。この際に、Bを上記(a)の範囲で添加しておく
ことにより、MnO-MnS複合介在物と母相との界面にB
が偏析し、MnO-MnS複合介在物の塑性変形をより一層
抑制して、応力集中作用によるクラックの生成を促進す

る。しかも、BおよびNは、組織中の転位上に偏析し易い性質があり、MnO-MnS複合介在物への応力集中で周りの母地に生成した転位上へ偏析して母地を脆化させ、生成したクラックの伝播を容易にする。さらに、BとNの結合により生成したBNは、よく知られているように潤滑作用を有するだけでなく、応力集中源として作用するので、工具寿命の向上および切りくず破断性の向上に有効に寄与する。これらの作用により切りくずの破断性が顕著に向上する結果、 $C < 0.05\text{mass}\%$ といった低C鋼においても、切りくず長さが5mm以下の細かな切りくずが生成するようになり、切りくず処理性が格段に向上する。

【0009】3) 上記1)に加えて、工具寿命の向上には、適量のMnおよびBの添加が有効である。この理由は、Mn、Bの添加により組織中にベイナイト組織が生成するからである。すなわち、ベイナイト組織はフェライトに比べて硬質であり、またベイナイト組織中の炭化物がランダムな方位を持つ平板上のセメンタイトが集積した構造を有するために、それ自体変形しづらく、このため、切削加工時に応力集中源となり、応力集中が起こった際に、周りのフェライトに対して切り欠き効果を持つために、切りくず生成が容易となるからである。上記の作用により、組織中にベイナイト組織を混在化させた場合には、切削時の切削抵抗が低下し、工具寿命が向上する。

【0010】4) 被削性に影響を及ぼすMnSの形態制御のためには、鋼材の熱間圧延条件を制御することが重要である。MnSの伸長により切削時の応力集中作用が小さくなり、被削性は劣化する。従って、被削性の一層の向上のためには、熱間圧延時のMnSの伸長を抑制させる必要がある。そのためには、熱間圧延時における加熱温度および熱間圧延条件が重要であり、これらの条件を適切に制御することによってMnSの伸長を効果的に抑制することができる。

【0011】すなわち、熱間圧延時の加熱温度を上げるに伴ってMnSが一部固溶し、鑄片段階よりもMnSの粒径は減少する。これを熱間圧延すると、粒径の減少によりMnSはより低温加熱の場合よりも、伸長度は小さい。また、一旦固溶したMnSは圧延の途中で比較的微細に再析出するので、鋼材の平均的なMnSの伸長程度は低温加熱の場合に比較して抑制される。加熱圧延前のMnS形状に関して検討した結果、MnSがより伸長されたものの形状の方がその後の圧延による伸長も大きいことが判明した。また、圧延条件については、最もMnSが伸長する温度域は900~1000℃の範囲であり、この温度域よりも高い温度域または低い温度域ではその伸長の程度は小さいことが判明した。従って、加熱温度を高めると共に、圧延温度域として900~1000℃の温度域を回避することによって、MnSの伸長を効果的に抑制することができ、その結果、被削性は格段に向上する。この発明は、上記の

知見に立脚するものである。

【0012】すなわち、この発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、C:0.05%未満、Si:2.5%以下、Mn:0.1~4.0%、S:0.2%超、0.8%以下、B:0.004%超、0.08%未満、O:0.008%超、0.05%以下およびN:0.05%未満を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる鑄片を、熱間圧延するに際し、該鑄片を1100~1250℃の温度域に加熱し、1000℃以上の温度域で圧延を終了することを特徴とする快削鋼の製造方法。

【0013】2. 上記1)において、鑄片の熱間圧延に際し、該鑄片を1100~1250℃の温度域に加熱し、1000℃以上の温度域で第1段の圧延を終了し、さらに1050~1200℃の温度域に加熱し、1000℃以上の温度域で第2段の圧延を終了することを特徴とする快削鋼の製造方法。

【0014】3. 上記1または2)において、鑄片が、さらに質量%で、 $Cu \leq 2.0\%$ 、 $Ni \leq 2.0\%$ 、 $Cr \leq 3.0\%$ 、 $Mo \leq 2.0\%$ および $Nb \leq 0.10\%$ のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする快削鋼の製造方法。

【0015】4. 上記1、2または3)において、鑄片が、さらに質量%で、 $W \leq 0.1\%$ および $V \leq 0.5\%$ のうちから選んだ1種または2種を含有する組成になることを特徴とする快削鋼の製造方法。

【0016】5. 上記1、2、3または4)において、鑄片が、さらに質量%で、 $P \leq 0.2\%$ 、 $Te \leq 0.2\%$ 、 $Se \leq 0.2\%$ 、 $Sn \leq 0.3\%$ 、 $Zr \leq 0.2\%$ 、 $Ca \leq 0.02\%$ 、 $REM \leq 0.02\%$ 、 $Bi \leq 0.3\%$ 、 $Sb \leq 0.2\%$ 、 $Co \leq 0.1\%$ および $Ti \leq 0.3\%$ のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする快削鋼の製造方法。

【0017】6. 上記1~5)のいずれか)において、鑄片が、さらに質量%で、 $Mg \leq 0.02\%$ 、 $Hf \leq 0.1\%$ および $Al \leq 1.0\%$ のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする快削鋼の製造方法。

【0018】

【発明の実施の形態】以下、この発明において、素材の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。なお、以下に示す成分組成の%表示は「質量%」である。

C:0.05%未満

Cは、強度確保のために添加する、しかしながら、0.05%以上添加すると、切削加工時の工具摩耗が増大し、被削性が低下するため、Cは0.05%未満に制限する。なお、好ましくは0.04%以下とする。

【0019】Si:2.5%以下

Siは、脱酸剤として有用なだけでなく、固溶強化による強度の向上に有効に寄与するが、含有量が2.5%を超えると工具寿命の低下を招くので、Siは2.5%以下に制限する必要がある。好ましくは0.6%以下とする。

【0020】Mn:0.1~4.0%

Mnは、焼入性を向上して、ベイナイト組織の生成を促進し、被削性を向上させる働きがある。また、強度確保の面でも有効である。さらに、Sと結合してMnSあるいはOおよびSと結合してMnO-MnS複合介在物を生成し、これによって被削性を向上させる作用もある。これらの効果を得るためには、少なくとも0.1%の含有が必要であるが、4.0%を超えると強度が上昇し、被削性が低下するため、Mnは0.1~4.0%の範囲に限定する。なお、好適範囲は0.5~2.5%である。

【0021】S:0.2%超、0.8%以下

Sは、鋼中でMnと結合し、MnSとなって切削加工時の応力集中源となり、切りくずの分断を容易にして被削性を向上させる有用元素であるが、含有量が0.2%以下ではその添加効果に乏しく、一方0.8%を超えて添加すると熱間加工性の低下を招くため、0.2%超、0.8%以下の範囲に限定する。

【0022】B:0.004%超、0.08%未満

Bは、MnO-MnS複合介在物と母相との界面に偏析し、切りくず生成時におけるMnO-MnS複合介在物の塑性変形を抑制して、応力集中によるクラックの生成を促進し、切りくず処理性を向上させる効果がある。また、Nとの結合により生成するBNは潤滑作用および応力集中源としての作用を有するため、工具寿命および切りくず破断性を向上させる効果がある。さらに、焼入性を向上させ、ベイナイト組織を生成し、工具寿命を向上させる効果もあるため、積極的に添加する。しかしながら、含有量が0.004%以下ではその添加効果に乏しく、一方0.08%以上添加しても、その効果は飽和し、むしろ成分コストの上昇を招くため、Bは0.004%超、0.08%未満の範囲に限定する。なお、好ましくは0.004%超、0.015%以下とする。

【0023】O:0.008%超、0.05%以下

Oは、Mnと結合してMnOを生成する。これによりMnO上にMnSが生成し、MnO-MnS複合介在物が形成される。このMnO-MnS複合介在物は圧延で伸延しづらく、比較的球形に近い形状で存在するため、切削加工時に応力集中源として作用する。このため積極的に添加する。しかしながら、含有量が0.008%以下ではその添加効果に乏しく、一方0.05%を超えて添加すると铸件に内部欠陥が発生するようになるため、Oは0.008%超、0.05%以下の範囲に限定する。なお、好ましくは0.008%超、0.03%以下である。

【0024】N:0.05%未満

Nは、組織中の転位上に偏析し易い性質があり、切削時のMnO-MnS複合介在物への応力集中で周りの母地に生成した転位上へ偏析して母地を脆化させ、生成したクラックの伝播を容易にすることで切りくず破断性を向上させる作用がある。また、Bとの結合によりBNを形成し、このBNの潤滑作用および応力集中作用により、工具寿命および切りくず破断性の向上に有効に寄与するた

め、積極的に添加する。しかしながら、含有量が0.05%以上になると铸件の内部欠陥および表面疵が発生するため、Nは0.05%未満に限定する。

【0025】以上、基本成分について説明したが、この発明では上記した基本成分の他に、以下の成分を添加することにより、被削性や強度の一層の向上を図ることができる。まず、焼入性を向上させ、ベイナイト組織を生成させて被削性を向上させ、また強度を上昇させるために、Cu、Ni、Cr、MoおよびNbのうちから選んだ1種または2種以上を添加することができる。

【0026】Cu≤2.0%

Cuは、焼入性を向上させ、ベイナイト組織生成による被削性の向上および強度を確保するために添加することができる。しかしながら、含有量が2.0%を超えると、強度が過度に上昇して被削性が低下するだけでなく、コスト高ともなるので、Cuは2.0%以下で含有させるものとする。特に好ましくは1.0%以下である。

【0027】Ni≤2.0%

Niは、焼入性向上によるベイナイト組織生成による被削性の向上および強度確保のために添加することができる。しかしながら、過剰な添加は、高価につくだけでなく、強度が過度に上昇して被削性の低下を招くので、Niは2.0%以下で含有させるものとする。特に好適には1.0%以下である。

【0028】Cr≤3.0%

Crは、焼入性の向上により、ベイナイト組織の生成を促進させ、ひいては被削性および強度を向上させる有用元素である。しかしながら、3.0%を超えて添加すると、強度が過度に上昇して被削性が低下するだけでなく、成分コストも上昇するので、Crは3.0%以下で含有させるものとする。なお、好ましくは1.5%以下である。

【0029】Mo≤2.0%

Moは、焼入性向上によるベイナイト組織生成による被削性の向上および強度確保のために添加することができる。しかしながら、過剰な添加は、高価につくだけでなく、強度が過度に上昇して被削性が低下するので、Moは2.0%以下で含有させるものとする。特に好適には1.0%以下である。

【0030】Nb≤0.10%

Nbは、焼入性を向上させ、ベイナイト組織生成による被削性の向上および強度を確保するために添加することができる。しかしながら、過剰に添加した場合、成分コストが上昇するだけでなく、強度が過度に上昇して被削性の低下を招くので、Nbは0.10%以下で含有させるものとする。

【0031】また、強度向上を図るために、WおよびVのうちから選んだ1種または2種を添加することができる。

W≤0.1%

Wは、固溶による強度向上作用を有するが、0.1%を超

10

20

30

40

50

えて添加すると被削性が低下するので、Wは0.1%以下で含有させるものとする。

【0032】 $V \leq 0.5\%$

Vは、V(C, N)による析出強化により強度を向上させる有用元素であるが、0.5%を超えて添加すると被削性が低下するため、Vは0.5%以下で含有させるものとする。

【0033】さらに、被削性のさらなる向上を図るために、P, Te, Se, Ca, REM, Zr, Bi, Sn, Sb, CoおよびTiのうちから選んだ少なくとも1種を含有させることができる。

$P \leq 0.2\%$

Pは、生成した切りくず中のクラックの伝播を容易にすることで、切りくず処理性を顕著に向上させる作用がある。しかしながら、0.2%を超えて添加すると熱間加工性を低下させるので、Pは0.2%以下に限定する。

【0034】 $Te \leq 0.2\%$ 、 $Se \leq 0.2\%$

TeおよびSeはそれぞれ、Mnと結合してMnTeおよびMnSeを形成し、これがチップブレーカーとして作用することにより被削性を改善する。しかしながら、いずれも0.2%を超えて添加すると効果が飽和する上に、成分コストの上昇を招くので、それぞれ0.2%以下で含有させるものとする。

【0035】 $Ca \leq 0.02\%$ 、 $REM \leq 0.02\%$ 、 $Zr \leq 0.2\%$

Ca, REMおよびZrはいずれも、MnSと共に硫化物を形成し、これがチップブレーカーとして作用することにより被削性を改善する。しかしながら、Ca:0.02%、REM:0.02%およびZr:0.2%を超えて添加しても効果が飽和する上、成分コストの上昇を招くため、いずれも上記の範囲で含有させるものとする。

【0036】 $Bi \leq 0.3\%$

Biは、切削時の溶融、潤滑および脆化作用により、被削性を向上させるので、この目的で添加することができる。しかしながら、0.3%を超えて添加しても効果が飽和するばかりか、成分コストの上昇を招くので、Biは0.3%以下で含有させるものとする。

【0037】 $Sn \leq 0.3\%$ 、 $Sb \leq 0.2\%$ および $Co \leq 0.1\%$
Sn, SbおよびCoはいずれも、脆化作用により被削性を向上させる元素である。しかしながら、Sn:0.3%、Sb:0.2%およびCo:0.1%を超えて添加しても、効果が飽和する上、コストが上昇し、経済的に不利となるので、いずれも上記の範囲で含有させるものとする。

【0038】 $Ti \leq 0.3\%$

Tiは、TiSおよび(Mn, Ti)Sを生成して切りくず中の応力集中源となり、切りくず処理性を向上させる作用がある。しかしながら、0.3%を超えて添加すると、粗大なTiNが析出し、切削加工時の工具磨耗が増大して、被削性が低下するので、Tiは0.3%以下で含有させるものとする。なお、好適範囲は0.01%以下である。

【0039】 $Mg \leq 0.02\%$ 、 $Hf \leq 0.1\%$

MgおよびHfはそれぞれ、脱酸元素であるとともに、応力集中源となり被削性を改善する効果があるので、添加することができる。しかしながら、過剰に添加すると上記の効果が飽和する上、成分コストが上昇するので、添加量としてはそれぞれ上記の範囲に制限する。

【0040】 $Al \leq 1.0\%$

Alは、固溶強化による強度の確保および脱酸に有効な元素である。また、酸化物である Al_2O_3 が切削加工時の応力集中源として作用し被削性を改善する効果がある一方、酸化物が硬質であるため工具磨耗を促進する作用もある。従って、固溶強化および応力集中源としての効果を利用する場合に添加することができる。しかしながら、1.0%を超えて添加すると硬質酸化物による工具摩耗促進効果が著しくなるだけでなく、コストアップともなるので、Alは1.0%以下で含有させるものとする。なお、好ましくは0.02%未満とする。

【0041】なお、本発明では、その主旨から、Pbは基本的に添加しないが、これは技術的に添加することができないという意味ではない。すなわち、単に快削性の面だけ考慮すれば良いのであれば、その添加を妨げるものではない。しかしながら、この場合であっても、環境衛生の面から添加量は0.2%以下程度に抑制することが好ましい。

【0042】次に、この発明の好適製造条件について説明する。この発明では、MnSの伸長を抑制するために、熱間圧延時の加熱温度および圧延条件を規定する。まず、熱間圧延時における加熱温度を1100~1250℃とするのは、1100℃未満の温度ではMnSが全く固溶せず、 casting時の粗大なMnSのまま圧延されることになり、伸長が著しいためである。一方、1250℃以下とするのは、この温度以上では部分的に粒界が溶融し、熱間変形能が低下するため熱間圧延が困難になるからである。また、圧延終了温度を1000℃以上とするのは、これを下回る温度域では、MnSの伸長が顕著となるためである。

【0043】また、この発明では、鋳片を、2段階の圧延によって最終形状に成形する場合もあるが、その場合には、熱間圧延温度条件を次のように規定する。すなわち、第1段の熱間圧延における加熱温度および圧延終了温度については、上記したところと同じである。次に、第2段の熱間圧延温度条件については、第1段の圧延によりMnSが微細化されているので、加熱温度は1200℃以下まで下げることができる。しかしながら、加熱温度が1050℃を下回ると後続の熱間圧延温度を1000℃以上に維持するのが困難となるので、加熱温度は1050~1200℃とする必要がある。また、この第2段の熱間圧延でも、圧延終了温度を1000℃以上とする必要があるのは第1段の場合と同じである。

【0044】

【実施例】実施例1

50 表1に示す成分組成になる鋼を、転炉にて溶製し、連続

鑄造によりブルーム（鑄片）としたのち、表2に示す熱間圧延条件下で直径：55mmの丸棒鋼とした。かくして得られた棒鋼の硬さおよび被削性（工具寿命および切りくず形状）について調査した結果を表2に併記する。ここで、硬さは、棒鋼の径(D)の1/4の深さ位置から採取したサンプルを用いて、ビッカース硬度計により荷重：9.8.07 Nで測定した。また、被削性は、ハイス工具(SKH *

* 4)を用い、切削速度：100m/min、送り：0.25mm/rev、切込み：2.0mm、無潤滑の条件で、外周旋削試験により評価した。さらに、工具寿命判定は、完全損傷までの総切削時間で評価した。

【0045】

【表1】

鋼記号	成分組成 (mass%)								備考
	C	Si	Mn	S	B	N	O	その他	
A	0.015	0.24	2.53	0.30	0.0054	0.0075	0.0221	—	発明例
B	0.012	0.28	1.80	0.27	0.0049	0.0065	0.0281	—	"
C	0.042	1.45	1.88	0.32	0.0070	0.0098	0.0232	—	"
D	0.022	0.02	1.52	0.45	0.0058	0.0081	0.0152	P : 0.065, Nb : 0.031	"
E	0.012	0.37	0.42	0.29	0.0049	0.0067	0.0214	Cu : 0.30, Ni : 0.42, Cr : 0.14	"
F	0.018	0.03	1.65	0.34	0.0048	0.0062	0.0298	Nb : 0.027, Mo : 0.10, P : 0.060	"
G	0.018	0.15	0.93	0.31	0.0047	0.0062	0.0201	Mo : 0.32, W : 0.13, V : 0.24	"
H	0.020	0.49	1.77	0.27	0.0124	0.0165	0.0274	Ca : 0.0018, Nb : 0.029, P : 0.055	"
I	0.024	0.45	1.28	0.30	0.0060	0.0080	0.0113	REM : 0.010, Ca : 0.0013, Nb : 0.025	"
J	0.013	0.41	1.32	0.28	0.0084	0.0111	0.0270	Te : 0.13, Zr : 0.23	"
K	0.014	0.39	2.05	0.28	0.0076	0.0106	0.0138	REM : 0.0088	"
L	0.023	0.44	1.98	0.38	0.0101	0.0140	0.0221	Pb : 0.15, Bi : 0.07	"
M	0.022	0.33	1.61	0.23	0.0120	0.0167	0.0226	Sn : 0.16	"
N	0.015	0.54	1.10	0.57	0.0115	0.0157	0.0274	Se : 0.13, Sb : 0.20	"
O	0.029	1.15	1.87	0.30	0.0101	0.0135	0.0182	Sn : 0.15, Mo : 0.18	"
P	0.026	0.55	1.01	0.41	0.0078	0.0107	0.0232	W : 0.014, Hf : 0.012, Co : 0.05	"
Q	0.020	0.58	1.91	0.26	0.0091	0.0091	0.0270	—	比較例
R	0.016	2.78	1.54	0.35	0.0084	0.0109	0.0273	—	"
S	0.058	0.28	1.58	0.30	0.0093	0.0129	0.0155	—	"
T	0.027	0.42	0.07	0.39	0.0118	0.0160	0.0105	—	"
U	0.026	0.48	4.52	0.41	0.0090	0.0125	0.0108	—	"
V	0.012	0.51	2.08	0.15	0.0083	0.0113	0.0217	—	"
W	0.012	0.53	1.45	0.91	0.0071	0.0094	0.0134	→ 鑄片圧延時割れ発生	"
X	0.031	0.39	1.16	0.46	0.0085	0.0520	0.0171	—	"
Y	0.032	0.56	0.89	0.40	0.0072	0.0097	0.0063	—	"
Z	0.030	0.43	1.73	0.44	0.0096	0.0124	0.0534	→ 鑄片内部欠陥発生	"
a	0.080	0.02	1.03	0.34	tr	0.0070	0.0151	Pb : 0.30	従来鋼 SUM24L

【0046】

40 【表2】

No.	鋼 記号	熱間圧延温度条件		硬さ Hv (1/4D部)	工具寿命 (min)	切りくず 形状	備 考
		加熱温度 (℃)	終了温度 (℃)				
1	A	1114	1025	116	26.7	◎	発明例
2	B	1223	1168	119	33.1	◎	"
3	C	1193	1136	120	28.3	◎	"
4	D	1214	1121	116	32.6	◎	"
5	E	1204	1114	121	32.3	◎	"
6	F	1106	1029	119	32.9	◎	"
7	G	1193	1113	115	30.4	◎	"
8	H	1244	1186	114	28.6	◎	"
9	I	1206	1123	115	27.8	◎	"
10	J	1229	1132	120	27.5	◎	"
11	K	1141	1063	116	29.3	◎	"
12	L	1118	1060	120	27.3	◎	"
13	M	1105	1018	117	30.3	◎	"
14	N	1110	1014	119	29.6	◎	"
15	O	1224	1128	118	26.8	◎	"
16	P	1210	1145	115	33.0	◎	"
17	A	1059	962	120	13.7	×	比較例
18	Q	1205	1129	117	13.3	×	"
19	R	1239	1164	118	13.6	○	"
20	S	1173	1104	120	13.2	◎	"
21	T	1199	1113	117	13.0	×	"
22	U	1185	1086	189	7.9	◎	"
23	V	1115	1055	116	13.2	△	"
24	W	1249	1160	—	—	—	"
25	X	1192	1129	119	13.0	◎	"
26	Y	1244	1152	119	13.6	×	"
27	Z	—	—	—	—	—	"
28	a	—	—	126	16.5	◎	従来鋼 SUM24L

* 切りくず形状
 ◎ : 細かい切りくず (長さ ≤ 5mm)
 ○ : 細かい切りくずの中に中位の切りくず (5mm < 長さ ≤ 20mm)
 △ : 中位の切りくずの中に長い切りくず (長さ > 20mm) 発生
 × : 長い切りくず (長さ > 20mm)

【0047】表2に示したとおり、No. 1～16の発明例はいずれも、26.7～33.1 minという優れた工具寿命が得られている。これは、No. 28の従来の鉛添加非調質鋼(JIS SUM24L)の16.5 minに比べても格段に優れた寿命である。また、発明例は、切りくず形状に関しても、いずれも長さが5mm以下と細かな良好な切りくずが得られており、切りくず処理性も極めて良好であった。これに対し、No. 17～27の比較例のうち、No. 17は、熱間圧延温度条件がこの発明の適正範囲を外れているので、工具寿命および切りくず形状とも悪化している。No. 18は、Bがこの発明の下限に満たないため、切りくず形状および工具寿命が悪くなっている。No. 19は、Siがこの発明の上限を超えているため、工具寿命が低下している。No. 20は、Cがこの発明の上限を超えているため、発明例に比べて工具寿命が半分以下に低下している。No. 21は、Mnがこの発明の下限に満たないため、工具寿命が低下し、切りくず形状も悪くなっている。No. 22は、逆にMnがこの発明の上限を超えたため、工具寿命が低下してい

る。No. 23は、Sがこの発明の下限に満たないため、工具寿命が低下し、切りくず形状も悪くなっている。No. 24は、Sがこの発明の上限を超えたため、圧延時に熱間割れが生じ、圧延の中止を余儀なくされたため、評価不能であった。No. 25は、Nがこの発明の上限を超えているため、工具寿命が低下している。No. 26は、Oがこの発明の下限に満たないため、工具寿命が低く、切りくず形状も悪くなっている。No. 27は、逆にOがこの発明の上限を超えているため、铸件に内部欠陥が発生し、評価不能であった。

【0048】実施例2

表1に示した成分組成になる鋼を、転炉にて溶製し、連続铸造によりブルーム(铸件)としたのち、表3に示す第1段および第2段熱間圧延条件下で熱間圧延を施すことにより、直径:35mmの棒鋼とした。かくして得られた棒鋼の硬さおよび被削性(工具寿命および切りくず形状)について調査した結果を表3に併記する。なお、硬さ、被削性および工具寿命の評価方法は、実施例1の場合

合と同様である。

【0049】

*【表3】

*

No.	調 記号	第1熱間圧延温度条件		第2熱間圧延温度条件		硬さ Hv (1/4D部)	工具寿命 (min)	切りくず 形状	備 考
		加熱温度 (℃)	終了温度 (℃)	加熱温度 (℃)	終了温度 (℃)				
1	A	1132	1067	1126	1060	119	28.9	◎	発明例
2	B	1208	1110	1111	1059	118	28.8	◎	"
3	C	1234	1157	1083	1026	119	27.6	◎	"
4	D	1142	1080	1075	1021	118	27.6	◎	"
5	E	1226	1136	1077	1026	117	31.6	◎	"
6	F	1166	1110	1154	1086	122	27.8	◎	"
7	G	1258	1174	1091	1036	113	29.5	◎	"
8	H	1194	1106	1122	1060	119	29.8	◎	"
9	I	1113	1061	1103	1050	120	33.3	◎	"
10	J	1237	1163	1120	1068	121	28.4	◎	"
11	K	1208	1119	1072	1017	119	29.9	◎	"
12	L	1176	1103	1147	1092	117	27.4	◎	"
13	M	1229	1161	1133	1083	121	30.1	◎	"
14	N	1145	1054	1199	1131	117	30.1	◎	"
15	O	1214	1121	1186	1135	118	30.8	◎	"
16	P	1155	1058	1182	1120	116	30.2	◎	"
17	A	1062	938	1123	1052	119	13.0	×	比較例
18	A	1133	1048	1008	929	123	13.7	×	"
19	Q	1127	1056	1148	1095	119	13.6	×	"
20	R	1169	1111	1078	1022	116	12.9	○	"
21	S	1169	1077	1096	1028	117	13.5	◎	"
22	T	1150	1079	1075	1021	119	13.5	×	"
23	U	1189	1121	1125	1057	189	7.8	◎	"
24	V	1135	1078	1147	1091	114	13.3	△	"
25	W	1226	1161	1164	1112	—	—	—	"
26	X	1142	1066	1106	1043	119	13.6	◎	"
27	Y	1168	1069	1128	1073	116	12.8	×	"
28	Z	—	—	—	—	—	—	—	"
29	a	—	—	—	—	126	16.5	◎	従来鋼 SUN24L

*切りくず形状

◎:細かい切りくず(長さ≤5mm)
○:細かい切りくずの中に中位の切りくず(5mm<長さ≤20mm)
△:中位の切りくずの中に長い切りくず(長さ>20mm)発生
×:長い切りくず(長さ>20mm)

【0050】表3に示したとおり、No.1~16の発明例はいずれも、27.4~33.3 minという優れた工具寿命が得られ、この値は、No.29の従来の鉛添加非調質鋼(JIS SUM 24L)の16.5 minに比べて格段に優れた寿命である。また、発明例は、切りくず形状に関しても、いずれも長さが5mm以下と細かな良好な切りくずが得られており、切りくず処理性も極めて良好であった。これに対し、No.17~28の比較例のうち、No.17は、第1段の熱間圧延温度条件がこの発明の適正範囲を外れたため、工具寿命および切りくず形状とも劣化している。また、No.18は、第2段の熱間圧延温度条件がこの発明の適正範囲を外れたため、やはり工具寿命が低下し、切りくず形状も悪化している。No.19は、Bがこの発明の下限に満たないため、切りくず形状および工具寿命が悪くなっている。No.20は、Siがこの発明の上限を超えたため、工具寿命が低下している。No.21は、Cがこの発明の上限を超え

たため、発明例に比べて工具寿命が半分以下に低下している。No.22は、Mnがこの発明の下限に満たないため、工具寿命が低下し、切りくず形状も悪くなっている。No.23は、逆にMnがこの発明の上限を超えたため、工具寿命が低下している。No.24は、Sがこの発明の下限に満たないため、工具寿命が低下し、切りくず形状も悪くなっている。No.25は、Sがこの発明の上限を超えたため、圧延時に熱間割れが生じ、圧延の中止を余儀なくされたため、評価不能であった。No.26は、Nがこの発明の上限を超えたため、工具寿命が低下している。No.27は、Oがこの発明の下限に満たないため、工具寿命が低く、切りくず形状も悪くなっている。No.28は、逆にOがこの発明の上限を超えたため、鋳片に内部欠陥が発生し、評価不能であった。

【0051】

【発明の効果】かくして、この発明によれば、鉛を添加

せずとも、圧延ままの状態、鉛添加快削鋼と同等以上* *の被削性を有する鋼材を安価に得ることができる。

フロントページの続き

(72) 発明者 天野 虔一
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地な
し) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

Fターム(参考) 4K032 AA02 AA03 AA04 AA08 AA11
AA12 AA14 AA15 AA16 AA17
AA19 AA20 AA21 AA22 AA23
AA24 AA26 AA27 AA29 AA30
AA31 AA32 AA34 AA35 AA36
AA37 AA39 AA40 BA02 CA02
CA03 CC04 CF03